

АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ КОМПОЗИЦИОННОГО NiCrBSi–TiC ПОКРЫТИЯ

ABRASIVE WEAR RESISTANCE OF NiCrBSi–TiC COMPOSITE COATING

Н.Н. Соболева, А.В. Макаров, И.Ю. Малыгина

Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия, natashasoboleva@list.ru

Abstract

The possibilities of strengthening and increasing abrasive wear resistance upon wear over fixed corundum abrasive of Cr-Ni coating formed by gas powder laser cladding by means of 5-25 wt. % TiC titanium carbide particles addition in PG-SR2 clad powder have been considered.

Широкое применение для упрочнения быстроизнашивающихся деталей и восстановления изношенных поверхностей находят покрытия на хромоникелевой основе, в частности, коррозионностойкие лазерные наплавки системы легирования NiCrBSiB.

Дальнейшее эффективное упрочнение и повышение износостойкости покрытий на хромоникелевой основе достигается путем создания на их основе композиционных покрытий при введении в состав порошков различных добавок, например, WC, Cr₃C₂, SiC, TaC, Al₂O₃, Fe₂O₃, V₂O₅ и др. Перспективно использование в качестве упрочняющих фаз композиционных покрытий частиц карбида титана TiC благодаря наличию у них высоких уровней твердости, модуля упругости, температуры плавления, термической стабильности. Добавки карбида TiC обеспечивают снижение интенсивности изнашивания и коэффициента трения в условиях сухого трения скольжения, высокую износостойкость при абразивном воздействии. Отмечается сильная зависимость трибологических свойств покрытий от количества карбида титана [1-2].

В данной работе установлена возможность формирования композиционных покрытий NiCrBSi–TiC с повышенной твердостью и абразивной износостойкостью проведением газопорошковой лазерной наплавки с добавлением в наплавляемый порошок на хромоникелевой основе марки ПГ-CP2 (% масс.: 0,48 C; 14,8 Cr; 2,6 Fe; 2,9 Si; 2,1% B; ≤ 5 Fe; остальное Ni) гранулометрического состава до 160 мкм порошка карбида титана TiC гранулометрического состава 50-100 мкм в количестве 15 и 25 % масс.

Наплавку порошков на пластины из стали Ст3 размером 100×100×18 мм проводили с использованием непрерывного CO₂-лазера при мощности излучения 1,4–1,6 кВт, скорости 160 мм/мин, расходе порошка 2,9–3,8 г/мин, размере лазерного пятна на поверхности 6×1,5 мм. Порошковая смесь, полученная перемешиванием двух порошков (порошка ПГ-CP2 и порошка TiC), транспортировалась в зону наплавки инертным газом аргоном при давлении 0,5 атм. Для уменьшения поверхностных напряжений наплавку осуществляли в два прохода путем наложения одного слоя на другой.

Структуру и фазовый состав покрытий изучали с применением сканирующего электронного микроскопа VEGAИХМУ, оборудованного энергодисперсионным (INCA Energy 450 XT) и волнодисперсионным (IncaWave 700) микроанализаторами, и рентгеновского дифрактометра SHIMADZUXRD-7000. Микротвердость измеряли на микротвердомере LeicaVMHT AUTO при нагрузке на индентор 0,98 Н. Погрешность измерения микротвердости определяли с доверительной вероятностью $p=0,95$.

Испытания на абразивное изнашивание проводили при скольжении торцевых поверхностей (7×7 мм) наплавленных образцов по закрепленному абразиву – корунду зернистостью 160 мкм со средней скоростью 0,175 м/с, при нагрузке 49 Н, длине рабочего хода 100 мм, пути трения 18,0 м, поперечном смещении образца за один двойной ход 1,2 мм. Интенсивность изнашивания рассчитывали по формуле $Ih=Q/\rho SL$, где Q – потери массы образца, г; ρ – плотность материала, г/см³; S – геометрическая площадь контакта, см²; L – путь трения, см. Коэффициент трения определяли как отношение силы трения к нормальной нагрузке $f=F/N$, где F – сила трения, Н; N – нормальная нагрузка, Н. Для расчета удельной работы абразивного изнашивания применяли формулу $W=fNL\rho/Q$, где f – коэффициент трения; N – удельная нагрузка, Н; L – путь трения, м; ρ – плотность покрытия, г/см³; Q – потери массы образца, г. Поверхности изнашивания изучали с помощью сканирующего электронного микроскопа VEGAИХМУ.

В результате двухслойной лазерной наплавки и последующего шлифования на поверхности стали Ст3 формировались покрытия толщиной 0,8–0,9 мм со структурой, имеющей дендритное строение. В покрытии ПГ-CP2, по данным электронной сканирующей микроскопии (рис. 1, а) и рентгеновской дифрактографии, основу составляет γ -твердый раствор на основе никеля (γ -Ni) и эвтектика, состоящая из γ -Ni и боридов Ni₃B (микротвердостью HV~1190), а карбидная фаза представлена дисперсными карбидами хрома типа Cr₂₃C₆ (микротвердостью HV~1000...1100).

При добавлении в состав наплавляемого порошка 5 % масс. карбида титана TiC в структуре покрытия появляются дисперсные (размером несколько микрон) частицы TiC (рис. 1, б), а

исходных крупных частиц TiC в рассматриваемом покрытии не выявлено. Это указывает на практически полное растворение крупных частиц порошка TiC под действием непрерывного лазерного излучения и образование при последующем затвердевании и ускоренном охлаждении дисперсных частиц карбида титана. Наличие в покрытии с добавкой 5 % TiC фазы (Ti,Cr) (C,B) свидетельствует о химическом взаимодействии титана в расплаве с другими элементами покрытия.

В покрытии с 15 и 25 % масс. TiC наряду с дисперсными фазами TiC, (Ti,Cr) (C,B), (Cr, Ni)₂₃(C, B)₆ (рис. 1, в, г) имеются также крупные включения карбида титана TiC (рис. 1, г). Следовательно, в процессе лазерной наплавки порошка с добавками

15 и 25 % TiC происходит лишь частичное растворение частиц карбида титана с сохранением в покрытии значительного количества указанных крупных частиц TiC. О возможности частичного растворения частиц TiC в основе NiCrSiB сплава при лазерной наплавке сообщается в работах [1-3].

Наплавленный из порошков с 15 и 25 % TiC поверхностный слой представляет собой типичное композиционное покрытие, состоящее из металлической матрицы системы легирования NiCrSiB и крупных (размером десятки микрон) «вплавленных» включений фазы TiC (см. рис. 1, г), кардинально отличающейся от основы по физико-механическим свойствам. Микротвердость крупных частиц TiC установлена на уровне HV_{0,1}=2500...2900.

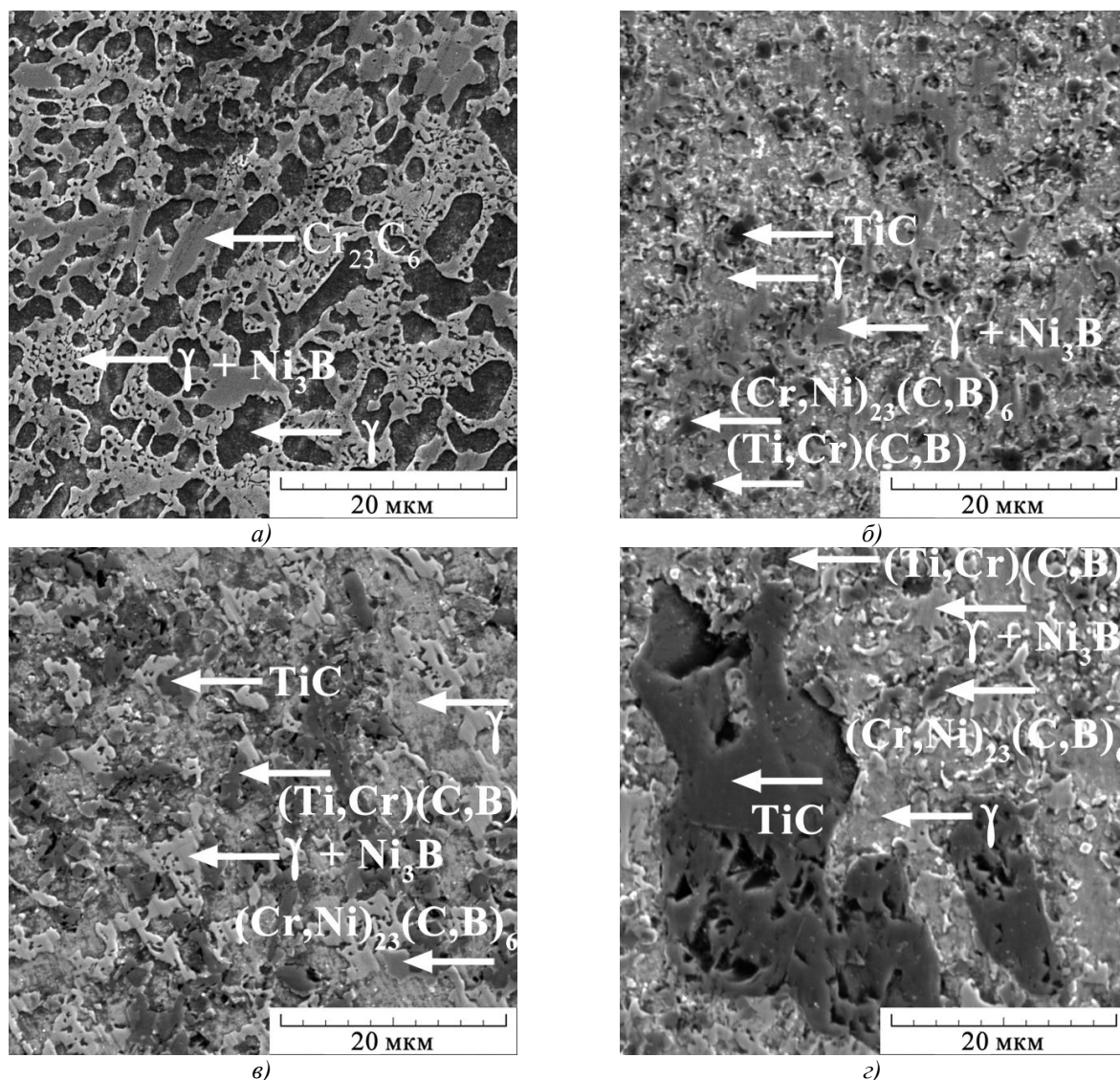


Рис. 1. Структура и фазовый состав покрытия ПГ-CP2 (а) и покрытий на основе ПГ-CP2 с добавками TiC в количестве 5 (б), 15 (в) и 25 (г) % масс.

Из данных таблицы следует, что средняя микротвердость покрытия с добавкой 5 % TiC в поверхностном слое толщиной 0,6 мм (HV_{0,1}=530) лишь незначительно превышает среднюю

микротвердость базового покрытия ПГ-CP2 (HV_{0,1}=520).

Таблица.

Средняя микротвердость $HV_{0,1}$ в слое толщиной 0,6 мм, интенсивность изнашивания I_h , коэффициент трения f , удельная работа изнашивания W и параметр шероховатости Ra покрытий различного состава при испытании по закреплённому абразиву (корунду)

Состав наплавляемого порошка, % масс.	$HV_{0,1}$	$I_h, 10^{-5}$	f	$W, \text{кДж/см}^3$	$Ra, \text{мкм}$
100 % ПГ-СР2	520 ± 10	1,6	0,61	38,0	1,3
95 % ПГ-СР2 + 5 % TiC	530 ± 10	1,6	0,60	37,5	1,2
85 % ПГ-СР2 + 15 % TiC	720 ± 40	0,8	0,54	67,5	0,9
75 % ПГ-СР2 + 25 % TiC	770 ± 60	0,4	0,46	115,0	0,6

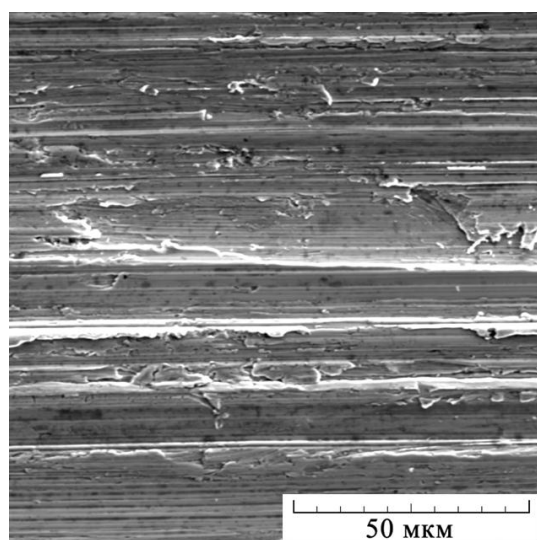
При увеличении количества карбида титана в наплавляемых порошках до 15 и 25 % мас. происходит резкий рост средней микротвердости покрытий соответственно до $HV_{0,1}=720$ и $HV_{0,1}=770$ (см. табл.). Существенно возрастает погрешность измерения микротвердости от ± 10 ед. $HV_{0,1}$ (у покрытий ПГ-СР2 и с 5 % TiC) до ± 40 и ± 60 ед. $HV_{0,1}$ (соответственно у композиционных покрытий с 15 и 25 % TiC) (см. табл.), что связано с наличием в рассматриваемых композиционных покрытиях NiCrBSi–TiC крупных частиц TiC с микротвердостью $HV_{0,1} \geq 2500$ (см. рис. 1, з).

В экспериментах на абразивное изнашивание при скольжении покрытий по закреплённому абразиву корунду установлено, что введение в порошок для наплавки 5 % TiC не оказывает влияния на уровни интенсивности изнашивания, коэффициента трения и удельной работы абразивного изнашивания по сравнению с соответствующими трибологическими характеристиками базового покрытия ПГ-СР2 (см. табл.).

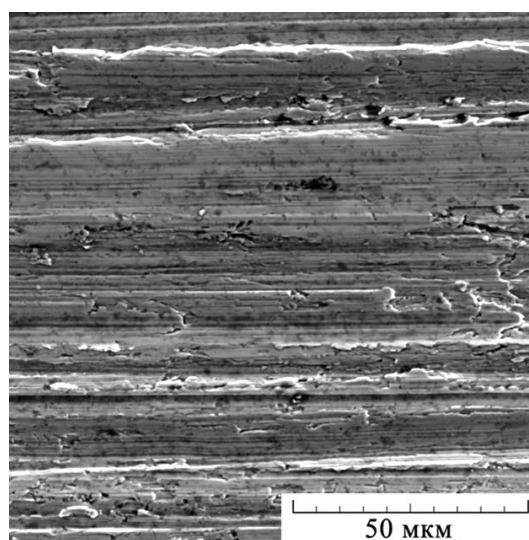
Исследование поверхностей изнашивания показало, что изнашивание как покрытия ПГ-СР2, так и покрытия 5 % TiC происходит по механизму

микрорезания. На это указывает наличие характерных следов микрорезания в виде борозд, ориентированных в направлении движения абразивных зерен (рис. 2, а, б), а также содержание в продуктах изнашивания большого количества микростружки, образующейся в процессе одноактного отделения микрообъема металла под воздействием абразивного зерна. Развитие механизма микрорезания обусловлено тем, что средняя микротвердость обоих покрытий ($HV_{0,1}=520 \dots 530 \pm 10$) заметно ниже, чем твердость корунда ($HV \sim 2000$), а количество дисперсных более прочных чем корунд карбидов TiC и карбоборидов (Ti, Cr) (C, B) в покрытии с 5 % TiC (см. рис. 1, б) невелико.

При введении в наплавляемые порошки частиц TiC в количестве 15 и 25 % масс. наблюдается резкое снижение значений интенсивности изнашивания соответственно до $I_h=0,8 \times 10^{-5}$ и $0,4 \times 10^{-5}$, что в 2 и 4 раза меньше, чем у покрытия ПГ-СР2 и покрытия с 5 % TiC, у которых $I_h=1,6 \times 10^{-5}$. Рис. 2, в, г показывают, что изнашивание покрытий с 15 и 25 % TiC в значительной мере происходит по механизму пластического оттеснения (царапания).



а)



б)

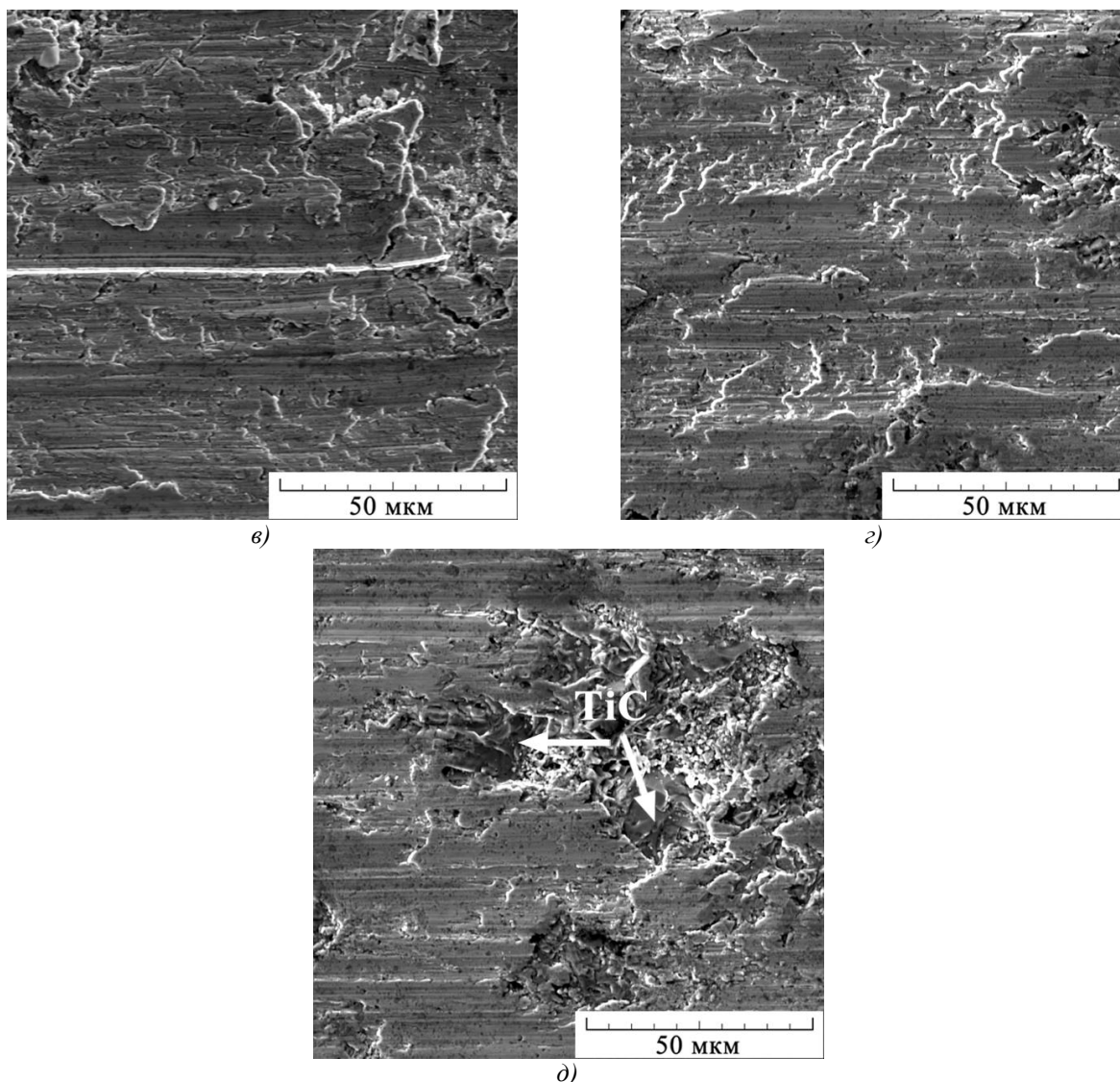


Рис. 2. Поверхности абразивного изнашивания после испытаний по корунду покрытия ПГ-CP2 (а) и покрытий на основе ПГ-CP2 с добавками 5 (б), 15 (в) и 25 (г, д) % масс. TiC

Об этом свидетельствует наличие следов передоформирования металла и усталостных трещин, а также чешуек в продуктах изнашивания. Рассматриваемые поверхности изнашивания отличаются пониженными значениями параметров шероховатости (R_a) по сравнению с характеристиками базового покрытия ПГ-CP2 и покрытия с 5 % TiC (см. табл.).

Отмеченные особенности изнашивания композиционных покрытий NiCrSiB-(15...25)%TiC обусловлены присутствием в их структуре значительных количеств крупных частиц карбида TiC, твердость которого ($HV_{0,1}=2500...2900$) превышает твердость корунда. Несмотря на высокую хрупкость карбида титана, при воздействии корундом не происходило полного выкрашивания крупных частиц TiC из металлической матрицы (рис. 2, д). Частицы карбида TiC создают в композиционных покрытиях высокопрочный износостойкий каркас, который препятствует реализации микрорезания при воздействии корундом и приводит к смене основного механизма изнашивания

композиционных покрытий NiCrSiB-TiC от микрорезания к царапанию.

Видно также (см. табл.), что на разрушение композиционных покрытий должна быть затрачена более значительная удельная работа изнашивания.

Таким образом, введение в наплавляемый порошок карбида титана TiC в количестве 5 % масс. не обеспечивает рост твердости и абразивной износостойкости хромоникелевого покрытия вследствие полного растворения исходных крупных частиц TiC и выделения при охлаждении лишь относительно небольшого количества дисперсных (размером несколько микрон) высокопрочных карбидов TiC и карбоборидов (Ti,Cr) (C,B).

Рост сопротивления абразивному изнашиванию покрытий с 15 и 25 % TiC соответственно в 2 и 4 раза по сравнению с износостойкостью базового хромоникелевого покрытия с основной упрочняющей фазой $Cr_{23}C_6$ ($HV=1000-1100$) обусловлен присутствием в основе композиционных покрытий крупных частиц TiC,

образующих высокопрочный (HV=2500-2900) каркас, наличие которого способствует смене основного механизма изнашивания покрытий от микрорезания к царапанию (пластическому оттеснению) в условиях испытаний по закрепленному абразиву (корунд, HV~2000).

Работа выполнена при частичной поддержке программы фундаментальных исследований УрО РАН, проект № 12-T-1-1010 по программе ОЭММПУ РАН.

Список литературы

1. Sun R.L., Lei Y.W., Niu W. Laser clad TiC reinforced NiCrBSi composite coatings on Ti-6Al-4V alloy using a CW CO₂ laser // Surface and Coatings Technology. 2009. Vol. 203. P. 1395–1399.
2. Nurminen J., Näkki J., Vuoristo P. Microstructure and properties of hard and wear resistant MMC coatings deposited by laser cladding // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 2009. Vol. 27. P. 472–478.
3. Lei Y., Sun R., Tang Y., Niu W. Numerical simulation of temperature distribution and TiC growth kinetics for high power laser clad TiC/NiCrBSiC composite coatings // Optics and Laser Technology. 2012. Vol. 44. P. 1141–1147.